بررسی خواص استحکامی اسفنج‌هایی از جنس ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم تولید شده به‌روش متالورژی پودر*

سمانه نیک سیرت [۱]   علیرضا مجتهدزاده[۲]   مسعود رنگی[۳]

چکیده

در این تحقیق، اسفنج‌های آلومینیمی تقویت شده با ذرات آلومینا و کاربید سیلیسیم (به‌میزان‌های ۵،۱۰و ۱۵درصد وزنی) با استفاده از عامل فضاساز کلرید سدیم، به‌روش متالورژی پودر تولید شدند. بررسی‌های انجام گرفته، افزایش چشم‌گیر خواص استحکامی (تنش تسلیم و مدول کش‌سان) اسفنج‌های ماده‌ی مرکب را نسبت به اسفنج آلومینیمی نشان دادند. حضور ذرات سرامیکی در ساختار سلولی اسفنج‌ها، باعث شد تا تنش فشاری به ذرات منتقل شده و خواص استحکامی بهبود یابند. اسفنج ماده‌ی مرکب آلومینیم با ۱۰درصد کاربید سیلیسیم با استحکام تسلیم MPa ۱۱/۸۵ و مدول کش‌سان GPa ۰/٦۱۷، بهترین خواص را نسبت به سایر نمونه‌های اسفنجی داشت.

واژه‌های کلیدی اسفنج ماده‌ی مرکب، آلومینا، کاربید سیلیسیم، استحکام فشاری.

An Investigation of the Strength Properties of Aluminium-Based Composite Foams Produced by Powder Metallurgy Method

S. Niksirat   M. Rangi   A. R. Mojtahedzadeh

Abstract

In this research, aluminum foams reinforced by alumina and silicon carbide particles (5, 10 and 15%wt.) containing sodium chloride as the space-holder component were produced by powder metallurgy method. Strength properties of composite foams (yield strength and elastic modulus) were significantly increased compared with aluminum foams. The presence of ceramic particles within the foam cellular structure caused the compressive stress to be transferred into the ceramic particles and led to an improvement of the strength properties. The aluminum foams reinforced with 10%wt. silicon carbide among all the composite foam samples showed the best mechanical properties (i.e. the yield strength of 11.85 MPa and the elastic modulus of 0.617GPa).

Key Word Composite foam, Alumina, Silicon Carbide, Compressive strength

---

*نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۰/۱۲ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/٦/۱۵ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول، فارغ التحصیل کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران.

(۲)دانش‌آموخته‌ی کارشناسی‌ارشد رشته مهندسی موادومتالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه آزاد واحد علوم و تحقیقات ساوه.

(۳) دکترای مهندسی مواد – بیومواد، عضو هیئت علمی دانشکده مهندسی پزشکی دانشگاه آزاد، واحد علوم و تحقیقات تهران.

مقدمه

در سال‌های اخیر، اسفنج‌های فلزی به‌دلیل خواص ویژه نظیر چگالی کم، خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوب، نسبت بالای استحکام به وزن، قابلیّت بالا برای جذب انرژی و صوت و بازیافت آسان، به‌طور گسترده‌ای مورد توجه محقّقین قرار گرفته‌اند [3-1]. تاکنون، مطالعاتی بر روی تولید اسفنج از فلزاتی مانند آلومینیم، نیکل، تیتانیم، تنگستن، سرب و آهن صورت گرفته است که از میان آن‌ها، تولید اسفنج‌های آلومینیمی صنعتی شده است و بیش‌تر تحقیقات بر روی این فلز انجام می‌گیرد [4].

اسفنج‌های آلومینیمی کاربردهای گسترده‌ای در صنایع خودروسازی، عایق‌بندی بزرگ‌راه‌ها، تولید مبدّل‌های حرارتی سیّال- سیّال، تانک‌های تحت فشار، ماهیچه‌های ریخته‌گری دائم و زره‌های نظامی دارند [3-6].

خواص مکانیکی اسفنج های آلومینیمی را می توان با تقویت زمینه به صورت افزودن ذرات ریزدانه سرامیکی در آلیاژ پایه به طور ویژه ای بهبود بخشید [9-7]. تولید اسفنج‌های آلومینیمی با متالورژی پودر، به‌دلیل سهولت تولید و امکان تولید محصولاتی نزدیک به شکل نهایی و برخورداری از ساختار سلولی نسبتاً همگن، بسیار مناسب است [10]. در بیش‌تر پژوهش‌های انجام شده در این زمینه، از ریخته‌گری برای تولید اسفنج‌ها استفاده شده است و در آن‌ها، معمولاً از عوامل اسفنج‌ساز نظیر هیدرید تیتانیم به‌منظور ایجاد حفره در ساختار استفاده شده است. هیدرید تیتانیم در دماهای حدود ٤٥٠°C، به تیتانیم و هیدروژن تجزیه می‌شود و حضور گاز هیدروژن باعث ایجاد تخلخل در فضای درونی اسفنج می‌شود [4,5,8].

تأثیر تغییر درصد ذرات فاز دوّم بر خواص و ساختار اسفنج‌های تولیدی به‌روش متالورژی پودر کم‌تر مطالعه شده است. در این تحقیق، از پودرهای آلومینا و کاربید سیلیسیم به‌عنوان تقویت کننده درون زمینه‌ی آلومینیمی استفاده شده است و کلرید سدیم عامل ایجاد تخلخل در اسفنج‌های تولیدی بوده است.

پس از تولید اسفنج‌های ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی آلومینیم به‌روش متالورژی پودر، تأثیر تغییر درصد فاز تقویت کننده به‌ازای میزان ثابت تخلخل (درصد یکسان کلرید سدیم) بر خواص مکانیکی و ریزساختار آن‌ها بررسی شده است.

مواد و روش‌های آزمایش

مشخصّات مواد اوّلیه‌ی مورد استفاده در این پژوهش، در جدول (۱) آمده است.

جدول ۱ مشخصّات مواد اوّلیه‌ی مورد استفاده در این تحقیق

ماده‌ی اوّلیه	شرکت سازنده	اندازه‌ی ذرات پودر(μm)	درصد خلوص
Al	Merck	< ۱	> ۹۰
NaCl	Merck	< ۳۰۰	> ۹۹/۵
Al_2O_3	Merck	۶۳-۲۰۰	> ۹۹
SiC	Sd Fine	< ۶۵	> ۹۹

برای تهیّه‌ی اسفنج‌های ماده‌ی مرکب، از سه درصد وزنی مختلف از ذرات تقویت کننده درون زمینه‌ی آلومینیم استفاده شد. در بخش بیان نتایج، اسفنج آلومینیمی نوع A، اسفنجی از جنس ماده‌ی مرکب با ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی آلومینا، به‌ترتیب B5، B10 و B15 و اسفنج ماده‌ی مرکب با ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد کاربید سیلیسیم، به‌ترتیب C5، C10 و C15 نام گرفتند. میزان نمک طعام که به‌عنوان عامل ایجاد تخلخل در ساختار اسفنج استفاده شد، برابر با ۵۰ درصد وزنی انتخاب شد. مواد اوّلیه پس از وزن‌کشی، در یک آسیای گلوله‌ای کم انرژی به‌مدّت ۳۰ دقیقه با هم مخلوط شدند تا ترکیبی همگن و یکنواخت از هر سه ماده تشکیل شود. محفظه‌ی آسیاکاری از جنس پلی‌مر بود و گلوله‌ها از جنس آلومینا انتخاب شده بودند تا حد امکان از ایجاد آلودگی ناشی از سایش در مخلوط پودر جلوگیری شود. از الکل اِتانول به‌میزان ۰/٤ درصد وزنی به‌عنوان پراکنده‌ساز استفاده شد.

مجموعه‌ی پودر پس از مخلوط شدن، با استفاده از یک قالب فولادی به‌شکل استوانه به‌ابعاد قطر ۱۵ و طول ۳۰ میلی‌متر، متراکم شدند. پس از متراکم‌سازی، اسفنج‌های استوانه‌ای شکل در کوره‌ی لوله‌ای با محیط گاز آرگون در دمای ۵۷۰ °C به‌مدّت ۵ ساعت تق‌جوشی شدند. آخرین مرحله‌ی تولید اسفنج‌های ماده‌ی مرکب، لیچینگ آن‌ها در آب به‌منظور انحلال کلرید سدیم و ایجاد تخلخل در ساختار بود. با انحلال کلرید سدیم، فضاهای خالی در ساختار ماده‌ی مرکب ایجاد شد که باعث کاهش وزن و در نتیجه، کاهش چگالی اسفنج‌ها گردید. میزان تخلخل موجود در اسفنج‌ها پس از عملیّات جداسازی و خشک شدن آن‌ها، با استفاده از رابطه‌ی (۱) محاسبه شد:

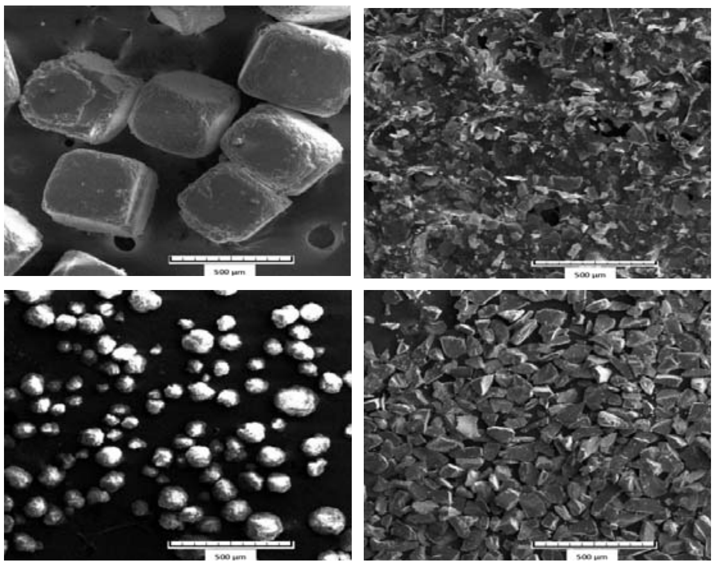
$$\rho^*=\rho/2.7 \qquad (۱)$$

در این رابطه، ρ چگالی اسفنج تولیدی است که با اندازه‌گیری جرم و حجم آن‌ها به‌دست می‌آید و ρ^* چگالی نسبی اسفنج است.

استحکام اسفنج‌ها با انجام آزمون فشار با نرخ کرنش $1\ s^{-1}$ با استفاده از سه نمونه‌ی مختلف از هر یک از گروه‌های A، B5، B10، B15، C5، C10 و C15 انجام شد تا بتوان از صحّت نتایج اطمینان یافت. نمونه‌ها پس از برش، سنباده‌زنی و صیقل‌کاری با خمیر الماسه، برای مطالعات ریزساختاری آماده شدند. بررسی‌های ریزساختاری به‌کمک میکروسکُپ الکترونی روبشی مجهز به طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس انجام شد.

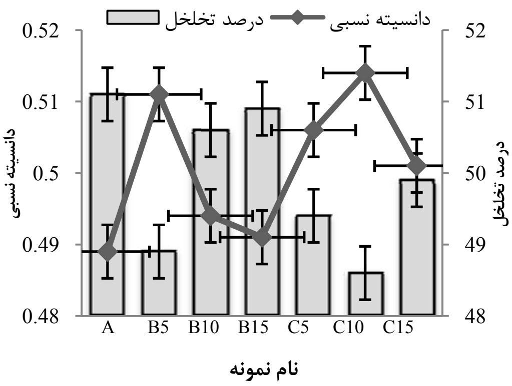
نتایج و بحث

به‌منظور کسب اطلاع از شکل و ریزساختار مواد اولّیه‌ی مورد استفاده در تولید اسفنج‌ها، تصویر میکروسکُپی از پودرها تهیّه شد که در شکل ۱ نشان داده شده است. شکل ۱- الف، تصویری از پودر آلومینیم را نشان می‌دهد. ذرات پودر آلومینیم به‌شکل ورقه‌ای و بسیار نازک هستند و شکل هندسی خاص و منظمی ندارند. شکل ۱- ب، ساختار مکعبی و بسیار منظم ذرات نمک طعام را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که نمک طعام که به‌عنوان عامل ایجاد تخلخل در این پژوهش استفاده شده است، درشت دانه است و توزیع اندازه ذرات آن با توجه به شکل، در محدوده‌ی تقریبی ۳۰۰ تا ٦۰۰ میکرومتر قرار دارد. تصویرهای (۱- پ) و (۱- ت)، به‌ترتیب ذرات کاربید سیلیسیم و آلومینا را نشان می‌دهند. ذرات کاربید سیلیسیم به‌شکل چند گوشه‌ی نامنظم با لبه‌های تیز و ذرات آلومینا به‌شکل کره‌هایی که چندان هموار و مسطح نیستند، مشاهده می‌شوند.



شکل ۱ تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی از پودرهای آلومینیم (الف)، نمک طعام (ب)، کاربید سیلیسیم (پ) و آلومینا (ت)

نتایج مربوط به چگالی نسبی و درصد تخلخل، در نمودار شکل (۲) نشان داده شده‌اند. با توجه به این‌که همه‌ی نمونه‌های اسفنجی دارای ۵۰ درصد وزنی از فضاساز کلرید سدیم در ساختار خود بودند، انتظار می‌رفت که درصد تخلخل موجود در آن‌ها مشابه باشد. این پیش‌بینی با نتایج ارائه شده در شکل (۲) سازگار است.



شکل ۲ تغییرات چگالی نسبی و درصد تخلخل موجود در نمونه‌های اسفنجی

نتایج آزمون فشار برای نمونه‌های اسفنجی با درصدهای مختلف تقویت کننده، در شکل (۳)، الف، ب و پ ارائه شده‌اند. نمودارهای تنش- کرنش برای نمونه‌های مختلف اسفنجی می‌توانند تا حدودی متفاوت باشند، امّا همه‌ی آن‌ها از سه ناحیه‌ی مجزا تشکیل شده‌اند:

۱- ناحیه‌ی کش‌سان اوّلیه که در آن، تنش تقریباً به‌صورت خطی افزایش می‌یابد،

۲- ناحیه‌ی تنش ثابت (تنش مسطّح) که در آن، تغییرات تنش اندک اس، و

۳- ناحیه‌ی مستحکم شدن مجدّد اسفنج و چگالش در نتیجه‌ی به‌هم فشرده شدن سلول‌های تخریب شده.

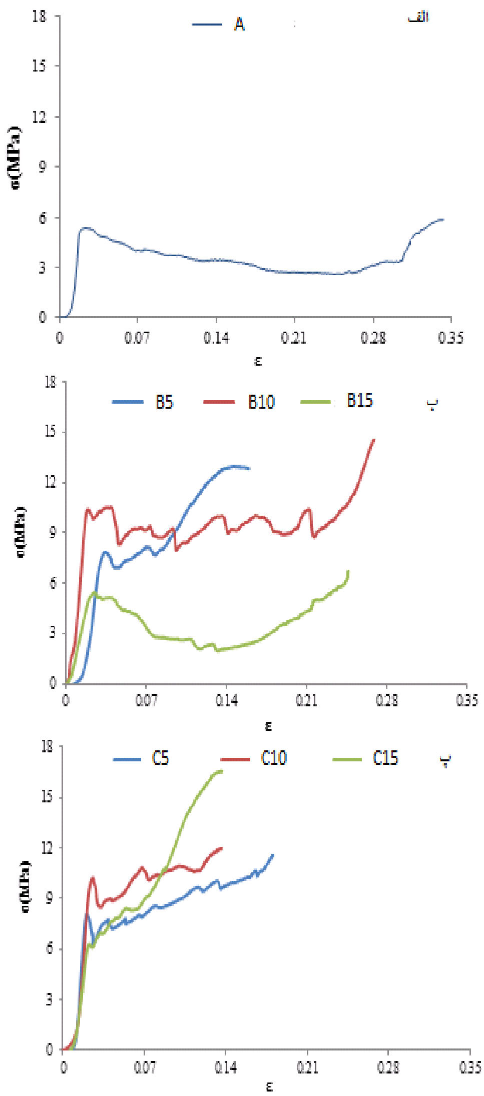
در جدول (۲)، مقادیر میانگین تنش‌های تسلیم، تنش مسطّح، مدول کش‌سان و کرنش چگالش برای سه نمونه‌ی مختلف از هر گروه با هدف مقایسه‌ی بهتر ارائه شده‌اند. در این جدول، تنش تسلیم محل اوّلین پیک مشاهده شده در نمودار است که در نتیجه‌ی ناپایداری موم‌سان قبل از کاهش نیرو رخ داده است. تنش تخت، محل برخورد خط‌های بهینه‌ی گذرا (Trend line) از منطقه‌ی کش‌سان حین بارگذاری و منطقه شبه تخت می‌باشد. کرنش چگالش، محل برخورد خط‌های بهینه‌ی گذرا (Trend line)از منطقه‌ی تنش تخت و منطقه‌ی چگالش است. چگالی یکی از مهم‌ترین عوامل مؤثر بر رفتار فشاری اسفنج‌های ماده‌ی مرکب است. تنش در مرحله‌ی تخریب سلول‌ها به نسبت افزایش چگالی نمونه‌ی اسفنجی افزایش می‌یابد. شدّت چگالش در مرحله‌ی سوّم برای اسفنج چگال‌تر به همان نسبت بیش‌تر است، امّا در این مطالعه که چگالی نمونه‌های اسفنجی تا حد زیادی برابر بود، تغییر درصد ذرات تقویت کننده تنها عامل مؤثر بر خواص مکانیکی بود. در ادامه‌ی مقاله، تأثیر این عامل بررسی خواهد شد.

تنش مسطّح، میزان تنش بعد از تنش تسلیم است. معمولاً منطقه‌ای که در آن افت تنش رخ می‌دهد، با میزان تغییر شکل قابل توجهی همراه است. در تعریف تنش مسطّح و کرنش چگالش اختلاف‌هایی وجود دارند، امّا کرنش چگالش معمولاً کرنشی است که در آن، نمودار از حالت شیب تقریباً ثابت و افقی خارج می‌شود و تنش شروع به افزایش می‌کند [4,11,12]. افزایش کرنش چگالش نشان می‌دهد که اسفنج ماده‌ی مرکب تولیدی قابلیّت جذب انرژی بیش‌تری دارد و برای کاربردهایی که به جذب انرژی نیاز دارند، مناسب‌تر خواهد بود.

مقایسه‌ی نمودار شکل (۳- الف) با دو نمودار شکل (۳- ب و پ)، تأثیر افزودن فاز دوّم

و تشکیل فازهای مادهی مرکب را بهوضوح نشان میدهد. بررسی منطقهی کشسان در نمونههای اسفنجی مادهی مرکب آلومینیم- آلومینا در شکل (۳-ب)، نشان میدهد که با افزایش درصد فاز آلومینا از ۵ درصد (B5) به ۱۰ درصد (B10)، تنش تسلیم افزایش مییابد. با توجه به نتایج ارائه شده در جدول (۲)، میانگین تنش تسلیم حاصل از انجام آزمون فشار بر روی سه نمونه، از ۷/۳٤ MPa به ۹/۱۱MPa رسیده است و این، افزایش ۲۵ درصدی استحکام فشاری را نشان میدهد. حضور ذرات سرامیکی آلومینا در ساختار سلولی اسفنج خصوصاً در دیوارهها، باعث میشود تا تنش فشاری به ذرات وارد شود و از آنجا که سرامیک مقاومت خوبی در برابر تنشهای فشاری دارد، تنش تسلیم، مدول کشسان و تنش مسطّح نمونهها نسبت به نمونهی A افزایش یافتهاند (جدول (۲) و شکل (۳-ب)). این تغییرات میتواند ناشی از اصلاح ریزساختار اسفنج مادهی مرکب نسبت به اسفنج فلزی و افزایش سختی آن و نیز، اصلاح مُرفولوژی سلولی با کاهش مقدار فلز در مرزها و حضور ذرات سرامیکی بهجای آنها باشد [12,13]. افزایش میزان فاز آلومینا تا ۱۵ درصد (B15)، کاهش تنش تسلیم تا ۷/۱۱ مگاپاسکال را که معادل ۲۱ درصد نسبت به نمونهی B5 است، بههمراه دارد. احتمال میرود که کاهش استحکام با افزایش میزان فاز آلومینا از ۱۰ به ۱۵ درصد بهدلیل افزایش تردی ساختار با افزایش فاز ترد تقویت کننده باشد که در نتیجهی آن، مقاومت اسفنج در برابر تنشهای اعمالی کاهش مییابد و دیوارهی سلولها سریعتر شروع به ریزش میکند.

تغییر مدول کشسان روندی مشابه با تغییر تنش تسلیم دارد. مطابق با نتایج ارائه شده در جدول ۲، در نمونهی B10 که حاوی ۱۰ درصد وزنی فاز آلومینا است، مدول کشسان بیشترین مقدار میانگین برابر با ۰/۵۰۲ GPa را دارد و در دو نمونهی A و B5، مقادیری تقریباً مشابه و کمتر از نمونهی B10 بهدست آمده است. افزایش مدول کشسان موجب افزایش سختپایی نمونهی B10 میشود. میزان کرنش کشسان بسیار اندک است و در هر سه نمونه کمتر از ۰/۰۵ بهدست آوده است.



شکل ۳ نمودارهای تنش- کرنش نمونههای اسفنجی؛ الف) اسفنج آلومینیمی، ب) اسفنج مادهی مرکب آلومینیم- آلومینا و پ) اسفنج مادهی مرکب آلومینیم- کاربید سیلیسیم

بررسی منطقه‌ی دوم (تنش مسطّح) در نمودار تنش- کرنش نمونه‌ها نشان می‌دهد که این منطقه چندان تخت نیست و کمی شیب دارد و در ضمن، دندانه‌ای است. به‌خصوص، در نمونه‌های مطالعه شده مشاهده می‌شود که با افزایش درصد فاز آلومینا، حالت دندانه‌ای منطقه‌ی دوم در نمونه‌های B5 و B10 تشدید شده است. به‌نظر می‌رسد که افزایش درصد فاز دوم، به‌دلیل ایجاد ناهمگنی در ساختار اسفنجی، موجب ایجاد نوسانات زیادی شده است. در نمونه‌ی B10، رفتار فشاری ترد ایجاد شده است. وجود دندانه‌ها، نشان‌دهنده‌ی شکست دیواره‌های سلول‌ها است. مقایسه‌ی منطقه‌ی تنش مسطّح در نمونه‌ی B10 با نمونه‌ی B5 در شکل (۳- ب)، نشان می‌دهد که این منطقه با افزایش درصد ذرات آلومینا گسترده‌تر شده و تا کرنش بیش‌تری (تقریباً دو برابر) پیش رفته است. تنش مسطّح بالاتر در نمونه‌ی B10 نسبت به نمونه‌های B5 و B15، نشان‌دهنده‌ی استحکام بالاتر نمونه‌ی B10 است.

سطح زیر نمودار تنش- کرنش در نمونه‌های اسفنجی تا محل کرنش چگالش، معیاری از قابلیّت جذب انرژی توسط آن‌هاست. بنابراین، هر چه تنش تسلیم و تنش مسطّح بالاتر باشند و کرنش چگالش بیش‌تر باشد، سطح زیر نمودار تنش- کرنش بیش‌تر می‌شود و اسفنج تولید شده قابلیّت جذب انرژی بالاتری را تا رسیدن به حد چگالش خواهد داشت.

شکل (۳- ب) نشان می‌دهد که کرنش چگالش در نمونه‌ی B5 بسیار کم است. با توجه به کم بودن استحکام تسلیم و تنش مسطّح این نمونه، می‌توان نتیجه گرفت که این اسفنج در جذب انرژی بسیار ضعیف عمل خواهد کرد و تغییر شکل آن تا حد چگالش نیز چشم‌گیر نخواهد بود. کرنش‌های چگالش در نمونه‌های B10 و B15 بالاتر و به‌هم نزدیک‌ترند و به‌نظر می‌رسد که با توجه به بیش‌تر بودن سطح تنش‌ها در نمونه‌ی B10، این اسفنج از جنس ماده‌ی مرکب با ده درصد فاز تقویت کننده‌ی آلومینا نسبت به دو نمونه‌ی B5 و B15 استحکام و میزان جذب انرژی بالاتری دارد.

جدول ۲ نتایج آزمون فشار مربوط به نمونه‌های اسفنجی برای سه نمونه از هر گروه

ویژگی / نام نمونه	تنش تسلیم (MPa)	مدول کش‌سان (GPa)	تنش مسطّح (MPa)	کرنش چگالش
A	۶/۱۲±۰/۲۴	۰/۳۰۸±۰/۰۱	۵/۲۰±۰/۱۷	۰/۰۵۵±۰/۰۰۷
B5	۷/۳۴±۰/۳	۰/۳۸۲±۰/۰۱۱	۶/۱۷±۰/۰۹	۰/۰۶۵±۰/۰۰۹
B10	۹/۱۱±۰/۳۷	۰/۵۰۲±۰/۰۱۶	۷/۴۵±۰/۲۴	۰/۱۶±۰/۰۰۵
B15	۷/۱۲±۰/۱۸	۰/۳۳۷±۰/۰۰۸	۵/۳۱±۰/۱۵	۰/۱۴±۰/۰۰۵
C5	۸/۵۲±۰/۲۶	۰/۵۵۱±۰/۰۰۷	۷/۲۳±۰/۲	۰/۰۹۷±۰/۰۰۸
C10	۱۱/۸۴±۰/۳۵	۰/۶۱۷±۰/۰۱۳	۹/۸۳±۰/۲۶	۰/۱±۰/۰۰۴
C15	۷/۱۲±۰/۲۹	۰/۲۷۸±۰/۰۰۸	۶/۷۵±۰/۱۷	۰/۰۸۴±۰/۰۰۶

نمودارهای تنش- کرنش نمونه‌های متعلّق به گروه‌های C5، C10 و C15 که به‌ترتیب ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی کاربید سیلیسیم دارند، در شکل (۳- پ) نشان داده شده‌اند. بررسی این نمودارها و نتایج ارائه شده در جدول (۲)، نشان می‌دهد که کاربید سیلیسیم اثری مشابه با آلومینا در اسفنج‌های زمینه آلومینیم دارد. حضور ذرات فاز دوّم از جنس کاربید سیلیسیم تا ۱۰ درصد (C10)، افزایش استحکام اسفنج را به‌همراه دارد، امّا افزایش ذرات این فاز تا ۱۵ درصد (C15) موجب افت استحکام شده است. با بررسی دقیق‌تر نتایج، به‌نظر می‌رسد که کاربید سیلیسیم در بهبود استحکام اسفنج ماده‌ی مرکب تأثیر بیش‌تری نسبت به آلومینا دارد. افزون بر این، مشاهده می‌شود که به‌ازای میزان مشابهی آلومینا و کاربید سیلیسیم، استحکام نمونه‌ها (جدول ۲) بیش‌تر است و سطح زیر نمودار تنش- کرنش نیز که قابلیّت جذب انرژی را نشان می‌دهد هم بیش‌تر است. بنابراین، اسفنج ماده‌ی مرکب خواص بهتری را نسبت به اسفنج آلومینیمی دارد، هر چند که خواص اسفنج‌های ماده‌ی مرکب با افزایش درصد فاز تقویت کننده تا ۱۵ درصد اندکی کاهش یافت. با این‌حال، می‌توان گفت که اسفنج ماده‌ی مرکب خواص بهتری را نسبت به اسفنج فلزی (شکل ۳- الف) دارد.

مطالعات انجام شده توسط محقّقان دیگر [11,12]، نشان می‌دهند که در مرحله‌ی اوّل فشردگی اسفنج‌های ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیم حاوی ذرات تقویت کننده‌ی کاربید سیلیسیم در ناحیه‌ی کش‌سان، شکست ذرات فاز دوّم رخ نمی‌دهد. درون فضای برخی از حفره‌های موجود، ترک‌های ریزی وجود دارند که ممکن است آغازگر پدیده‌ی شکست باشند. شکست اوّلیه‌ی ذرات کاربید سیلیسیم می‌تواند به یکی از دلایل زیر رخ دهد:

۱- عیب‌هایی نظیر ترک‌ها در دیواره‌ی کره‌های توخالی وجود داشته باشند،

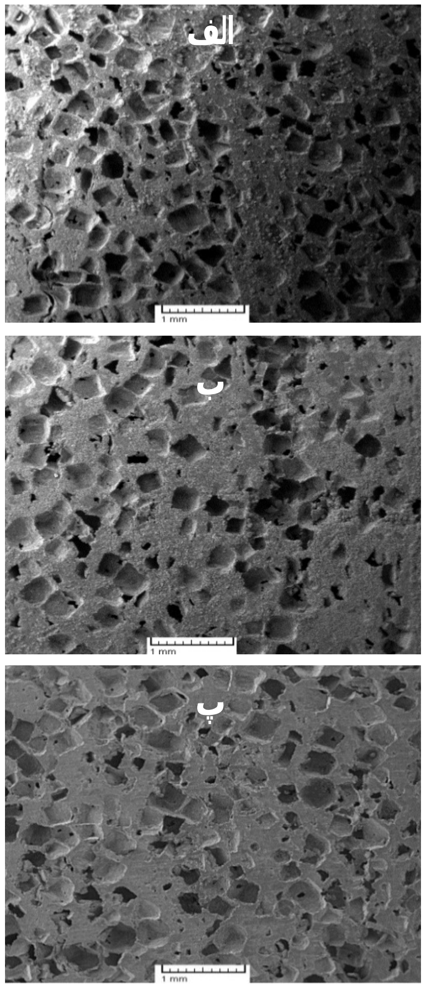
۲- حفره‌هایی با دیواره‌های نازک‌تر که ممکن است استحکام کم‌تری نسبت به کره‌های توخالی دیگر داشته باشند.

۳- تمرکز تنش موضعی ناشی از عواملی مانند گروهی از حوزه‌ها و کره‌هایی که در نزدیکی هم قرار گرفته‌اند [11,12].

بررسی‌های میکروسکُپی نمونه‌ها در مراحل مختلف آزمون فشار توسط محقّقان مختلف [11,12]، نشان داده‌اند که ترک‌ها در جهت بارگذاری درون زمینه گسترش می‌یابندو این به‌دلیل اتصال بین وجوه و صفحه‌های مستحکم ذرات و زمینه است. بررسی‌های میکروسکُپی نواحی با تغییر شکل موضعی درون اسفنج‌ها نشان داده است که سازوکار اصلی تغییر شکل، خمش دیواره‌ی سلول‌ها (خم شدن لبه‌های سلول‌ها بر روی دیواره‌های آن‌ها) می‌باشد. خم شدن دیواره‌های سلول‌ها در برخی محل‌ها موجب پاره شدن دیواره‌ها می‌شود. سازوکار تغییر شکل اسفنج آلومینیمی، توسط خمش دیواره‌های سلول‌ها به‌جای پارگی سلول‌ها، کنترل می‌شود [11,12].

شکست در اسفنج‌های ترد می‌تواند از هر یک از ترک‌های از پیش موجود در ساختار آغاز شود که به‌این ترتیب دیگر کرنش سختی اتفاق نمی‌افتد. افزون بر این، پیشنهاد شده است [11,12]، که اگر چه تنش‌های موضعی در بخش‌های شکسته شده‌ی اسفنج افزایش می‌یابد، ممکن است انتگرال تنش محاسبه شده در سطح مقطع کاهش یابد. در این حالت، ابتدا خمش دیواره‌های سلول‌ها رخ می‌دهد و سپس، دیواره‌های خم شده تحت بار فشاری اعمالی، گسیخته می‌شوند.

احتمال می‌رود که تفاوت کلّی در شکل نمودارهای تنش- کرنش نمونه‌های حاوی آلومینا با نمونه‌های حاوی ذرات کاربیدی به‌دلیل تفاوت در میزان تردی این دو فاز و محدوده‌ی اندازه ذرات آن‌ها باشد. فاز کاربید سیلیسیم افزون بر بالاتر بودن استحکام، تردتر است و محدوده‌های اندازه ذرات این دو نوع تقویت کننده نیز کاملاً با هم فرق می‌کنند، به‌گونه‌ای که بزرگ‌ترین ذرات کاربید (۶۳ میکرون) برابر با کوچترین ذرات آلومینا (۶۵ میکرون) می‌باشد (جدول ۱).



شکل ٤ تصویرهای میکروسکُپ الکترونی روبشی از نمونه‌های A، B10 و C10 در بزرگ‌نمایی ۱۰۰ برابر (مقیاس قرار داده شده بر روی عکس‌ها، ۱ میلی‌متر است)

بررسی‌های میکروسکُپی اوّلیه نشان دادند که شکل، اندازه و توزیع حفره‌ها در همه‌ی انواع اسفنج‌ها به‌دلیل درصد یکسان ماده‌ی فضاساز، یکسان است. در شکل (٤)، تصویرهایی از سه نمونه‌ی A، B10 و C10 به‌عنوان نمونه نشان داده شده‌اند که تأییدی بر این موضوع است.

بررسی‌های طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس EDS نشان دادند که با افزایش درصد فاز دوّم در نمونه‌های B5، B10 و B15، پیک مربوط به اکسیژن بلندتر می‌شود. در نمونه‌های C5، C10 و C15، پیک آلومینیم، سیلیسیم و کربن آشکار شدند که پیک‌های مربوط به سیلیسیم و کربن با افزایش درصد فاز کاربیدی، بلندتر و از شدت بیش‌تری برخوردار شدند. نتایج طیف سنج پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) مربوط به نمونه‌های B15 وB10، در شکل (۵) نشان داده شده‌اند.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، با استفاده از نمک طعام (۵۰ درصد وزنی) به‌عنوان عامل فضاساز، نمونه‌های اسفنجی از جنس ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی آلومینا و کاربید سیلیسیم (۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی) تولید شدند. نتایج کلّی این پژوهش، به‌شکل زیر خلاصه می شوند:

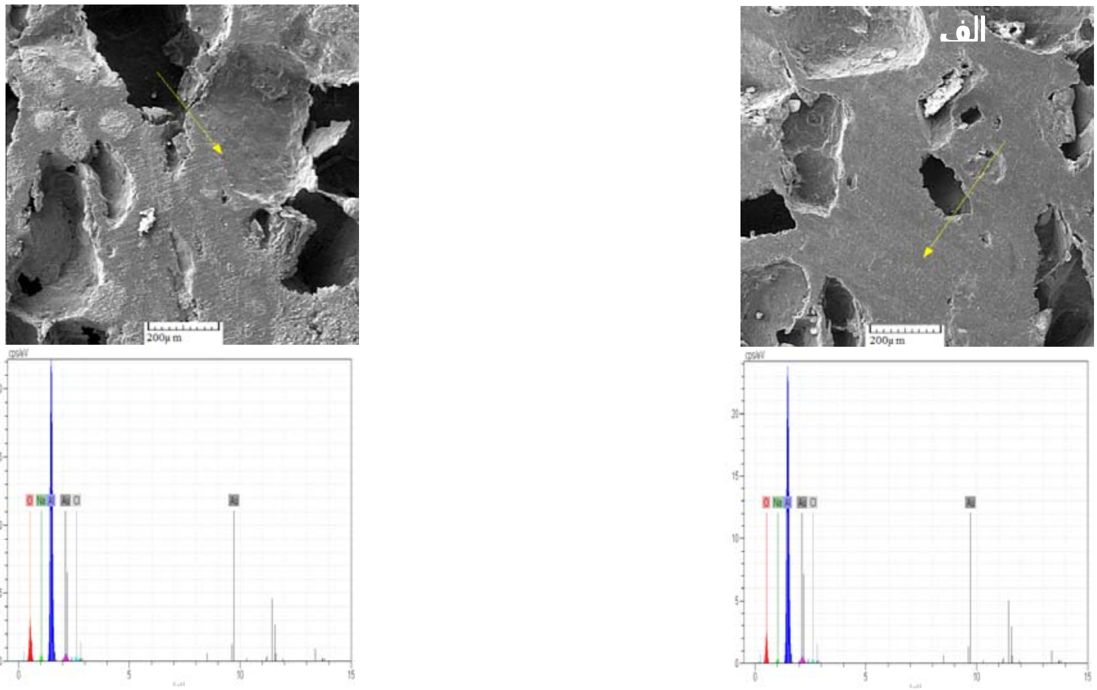
۱- استفاده از روش متالورژی پودر برای تولید اسفنج از جنس ماده‌ی مرکب موفقیّت‌آمیز بود.

۲- نتایج آزمون فشار نشان دادند که استحکام تسلیم، مدول کش‌سان و تنش مسطّح اسفنج آلومینیمی به‌ترتیب برابر با ٦/١٢، ۰/۳۰۸ و ۵/۲۰ می‌باشد.

۳- افزودن ذرات تقویت کننده‌ی آلومینا با اندازه ذرات ٦٣ تا ۲۰۰ میکرون و کاربید سیلیسیم با اندازه‌ی کم‌تر از ٦٥ میکرون به‌میزان‌های ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد و سنتز اسفنج ماده‌ی مرکب، موجب بهبود استحکام نسبت به اسفنج آلومینیمی شد.

٤- بهبود استحکام فشاری اسفنج‌های ماده‌ی مرکب در مقایسه با اسفنج آلومینیمی، احتمالاً به‌این دلیل رخ داد که هر دو فاز آلومینا و کاربید سیلیسیم از نوع سرامیکی بودند. فازهای سرامیکی خواص فشاری فوق العاده‌ای دارند که با قرار گرفتن در دیواره‌ی سلول‌ها، موجب افزایش مقاومت فشاری سلول‌ها می‌شوند.

۵- ذرات تقویت کننده به‌میزان ۱۰ درصد، خواص استحکامی بهتری را نسبت به میزان‌های ۵ و ۱۵ درصد ایجاد کردند. دلیل این رفتار می‌تواند این واقعیّت باشد که ابتدا ذرات به‌اندازه‌ی کافی (۵ درصد) برای بهبود استحکام دیواره‌ها وجود ندارند و با افزایش میزان این ذرات تا ۱۵ درصد، به‌دلیل تردی بیش از حد ساختار، خواص استحکامی مجدداً افت می‌کند.



شکل ۵ نتایج EDS مربوط به نمونه‌های B10 (الف) و B15 (ب)

٦- بررسی‌های میکروسکُپی نشان دادند که با توجه به اینکه درصد و نوع عامل فضاساز در نمونه‌ها یکسان بوده است، شکل ظاهری، نوع و نحوه‌ی توزیع حفره‌ها هم در این نمونه‌ها یکسان بوده است.

مراجع

1. N. Michailidis, F. Stergioudi, "Establishment of process parameters for producing Al-foam by dissolution and powder sintering method", *Materials and Design*, Vol. 32 pp. 1559–1564, (2011).
2. X. H. You, F. Wang, L. C. Wang, "The structure control of aluminum foams produced by powder compacted foaming process", Acta Metallurgica Sinica, Vol. 17, pp. 279-282, (2004).
3. V. Kevokijan, "Low cost aluminium foams made by $CaCO_3$ particulates", MJoM, Vol. 16, pp. 205-219, (2010).
4. J. Banhart, "Industrialisation of aluminium foam technology", *Proceedings of the ninth International Conference on aluminium alloys,* Germany, pp. 764-770, (2004).
5. M. F. Ashby, A. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson and H. N. G. Wadley, "Metal foams: a design guide", Butterworth- Heinemann, MA, USA,(2000).
6. H. W. Seeliger, "Aluminum Foam Sandwich (AFS)- ready for market introduction", *Proceedings of the third International Conference on Met Foam Cellular Metals- Manufacture,* Production, Application, Germany, pp. 5- 12, (2003).

7. S. Esmaeelzadeh, A. Simchi, D. Lehmhus, "Effects of SiC addition on foaming behavior and mechanical properties of $AlSi_7$-TiH_2 powder compacts", *International Conference on Porous Metals and Metal Foaming Technology,* Japan, pp. 101-106, (2005).
8. L. P. Lefebvre, J. Banhart, D. C. Dunand, "Porous Metals and Metallic Foams: Current Status and Recent Developments", Advanced Engineering Materials 10(9), 775–787 (2008).
9. H. Tamura, Y. Tanaka, F. Saito, K.I. Kondo, "Quantitative analysis of debris from SiC-fiber-reinforced aluminum-alloy targets impacted by spherical projectiles", *International Journal of Impact Engineering,* Vol. 38, pp. 686-696, (2011).
10. S. Asavavisithchai, R. Tantisiriphaiboon, "On the production of aluminium foams stabilised using particles of rice hush ash", *Chiang Mai J. Sci*, Vol. 36, pp. 302-311, (2009).
11. D. D. Luong, O. M. Strbik, V. H. Hammond, N. Gupta, K. Cho, "Development of high performance lightweight aluminum alloy/SiC hollow sphere syntactic foams and compressivecharacterization at quasi-static and high strain rates", *Journal of Alloys and Compounds,* Vol. 550, pp. 412–422, (2013).
12. M. Guden, S. Yuksel, "SiC-particulate aluminum composite foams produced from powder compacts: foaming and compression behavior", *Journal of Materials Science,* Vol. 41, pp. 4075–4084, (2006).
13. SeksakAsavavisithchai* and RathTantisiriphaiboon, "On the production of aluminium foams stabilised using particles of rice husk ash", *Chiang Mai J. Sci*. 2009; Vol. 36, pp.302-311, (2009).